

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : **61-217529**

(43)Date of publication of application : **27.09.1986**

---

(51)Int.Cl.

**C21D 9/52**

**C21D 6/00**

**C22C 38/06**

---

(21)Application number : **60-055998**

(71)Applicant : **NIPPON STEEL CORP**

(22)Date of filing : **22.03.1985**

(72)Inventor : **TAKECHI HIROSHI**  
**MATSUMURA OSAMU**

---

**(54) MANUFACTURE OF HIGH STRENGTH STEEL SHEET SUPERIOR IN DUCTILITY**

(57)Abstract:

PURPOSE: To manufacture steel sheet having superior tensile strength, ductility and secondary workability, by heat treating steel sheet having a suitable compsn. under a specific condition.

CONSTITUTION: Steel sheet contg. by weight 0.12W0.70%, 0.4W1.8% Si, 0.2W2.5% Mn, 0.01W0.07% Sol, Al, <0.02% T.N is heated to  $\geq AC3$  temp. at  $1W100^{\circ}C/sec$  rate, held and annealed for  $\leq 3min$ , favorably  $\leq 40sec$ . Next, the sheet is cooled up to  $350W500^{\circ}C$  range at  $1W200^{\circ}C/sec$  rate, aging treated at the temp. for  $30secW10min$ , thereafter cooled to  $150W250^{\circ}C$  range at  $\leq 50^{\circ}C/sec$  rate, further cooled thereafter to normal temp. by arbitrary method, without being limited especially. The title sheet having composite structure composed of at least  $1W50\%$  ferrite phase and  $\geq 10\%$  residual austenitic phase is obtd.

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑪ 公開特許公報(A)

昭61-217529

⑫ Int.Cl. <sup>4</sup>	識別記号	庁内整理番号	⑬ 公開 昭和61年(1986)9月27日
C 21 D 9/52	1 0 1	7371-4K	
6/00		7730-4K	
C 22 C 38/06		7147-4K	審査請求 未請求 発明の数 1 (全6頁)

⑭ 発明の名称 延性のすぐれた高強度鋼板の製造方法

⑮ 特 願 昭60-55998

⑯ 出 願 昭60(1985)3月22日

⑰ 発 明 者 武 智 弘 相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社第二技術研究所内

⑱ 発 明 者 松 村 理 相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社第二技術研究所内

⑲ 出 願 人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号

⑳ 代 理 人 弁理士 矢野 知之 外1名

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

延性のすぐれた高強度鋼板の製造方法

## 2. 特許請求の範囲

重量％で

C : 0.12 ~ 0.70%

Si : 0.4 ~ 1.0%

Mn : 0.2 ~ 2.5%

sol. Al : 0.01 ~ 0.07%

total N : 0.02% 以下

を含有炭素  $P$  および不可避免的不純物からなる鋼板を昇温速度  $1 \sim 100$  °C/秒で  $A_{cs}$  温度以上に加熱し、3分以下の焼鈍ののち、 $350 \sim 500$  °Cの温度域まで冷却速度  $1 \sim 200$  °C/秒で冷却し、該温度域で30秒～10分時間処理し、さらに少くとも  $150 \sim 250$  °Cの温度域までは冷却速度  $50$  °C/秒以下で冷却し、その後は任意の手段により室温まで冷却することを特徴とする延性のすぐれた高強度鋼板の製造方法。

## 3. 発明の詳細な説明

## (産業上の利用分野)

本発明は延性のすぐれた高強度鋼板の製造方法に係り、とくに引張強度  $80 \text{ Kgf/mm}^2$  程度以上で、高度の延性を併せ持つ高強度鋼板の製造方法に関するものである。

## (従来技術および問題点)

近年、自動車の燃費低減のための車体軽量化の要請に応じて種々の高強度鋼板が開発されている。このような公知の鋼板については、たとえば特公昭58-57402号公報にみられるごとく、ルーフ、フェンダー、ドアなど外板向けとして強度： $35 \sim 45 \text{ Kgf/mm}^2$ 、伸び $\geq 40\%$ 程度の熱延鋼板が、また特開昭58-11734号公報にみられるごとく、ホイール、メンバー類など強度部材として強度： $50 \sim 80 \text{ Kgf/mm}^2$ 、伸び $\geq 30\%$ 程度の熱延鋼板が適用されている。さらに強度  $50 \text{ Kgf/mm}^2$  以上でとくに伸びの良いものを要する用途には、日本特許第1973(51)号等で掲載されている、フェライト・マルテンサイト2相鋼(Deel phase鋼：DP鋼)を用いる場合もある。この鋼は一軸引張の類、強度の

## 特開昭61-217529 (2)

わりに低い降伏点を有すること、すなわち降伏比 (YP/TS) が0.5前後かそれ以下であること、また降伏伸びが無いことなどの特性を有し、専ら50~80 Kgf/cm<sup>2</sup>程度の強度レベルで固溶強化型や析出強化型の鋼板よりすぐれた延性を示すものとしてよく知られているが、この種の鋼とでも強度80 Kgf/cm<sup>2</sup>ではせいぜい伸び15%止りである。

ところで、最近になってユーザーからはドアガードバー、バンパーなどで強度80 Kgf/cm<sup>2</sup>以上、伸び20%以上という、上述の従来鋼の感覚からすれば、さわめて厳しい要求例も見られるようになり、素材メーカーとしても従来の常識から脱した技術的な対策を講ずる必要に迫られている。

このような高強度・高延性の得られる唯一の例として残留オーステナイトによる変態誘起延性 (Transformation Induced plasticity: TRIP) を利用した鋼を挙げることができる。これはもともと Zacker が Trans. A.S.M. 66 (1967), 252頁において提示したもので、この場合多量のNiやCrを含み、複雑な工程を要するため実用的とはいえない。

延性に富んだ固溶Cの少ない固溶かつ細粒フェライト相の存在を必要とする。本発明者らはTRIP効果をもたらし残留オーステナイト相と延性のすぐれたフェライト相とを共存させるため成分的にはC, Si, Mnと共にAlの適正添加、工程的には焼鈍後の冷却速度、時効保持条件、その後の冷却速度の適正化が不可欠であることを知見した。

即ち、本発明者らは10%以上の残留オーステナイト相にもとづく変態誘起延性により統一伸び (一軸引張における最高荷重点に達するまでの伸び) の向上と、細粒化<sup>(粒小)</sup>フェライト相による局部伸び増あるいは衝撃特性向上および脱部ベナイト相あるいはマルテンサイト相による強度確保の複合効果を合わせて利用することによって高強度、高延性かつ良好な二次加工性が得られることを見出したものである。さらに、このような組織を得るための手段としては、既存の高純度焼鈍炉もしくは熱処理設備を利用し、製造条件のみを特定のものに設定することによって容易に製造できること

く、単に学問上興味の対象となり得たに過ぎなかった。その後特公昭56-42246号記載の方法が提案され、これは低合金系であり工程も比較的単純なため、実用化の範囲に近づくといえるが、成品の組織が残留オーステナイト+ベナイトあるいはマルテンサイトであるためプレス成形 (一次加工) 後の延性に欠点があり、したがって耐衝撃特性 (二次加工性) を必要とするドアガードバーやバンパーなどの強度部材として、現実の使用に耐え得るものとはならなかった。

## (問題点を解決するための手段)

上記の要請をふまえて本発明者らは種々の検討を行なった結果、プレス成形品の耐衝撃特性は、成形前素材の一軸引張試験における最高荷重点以降破断に至るまでの伸び、つまり局部伸びと密接に関連し、局部伸びが大となれば、衝撃吸収エネルギーが増し、良好な耐衝撃特性が得られることを見出した。TRIP効果は本来均一伸び (最高荷重点に至るまでの伸び) を向上させるが、局部伸びには寄与しない。局部伸びを向上させるには、延

も知見した。

## (発明の構成・作用)

本発明は以上のような知見にもとづいてなされたものであって、その要旨は重量%でC: 0.12~0.70%, Si: 0.4~1.0%, Mn: 0.2~2.5%, sol. Al: 0.01~0.07%, Total N: 0.02%以下を含み残留Feおよび不可避の不純物よりなる鋼板を昇温速度1~100℃/秒で80%湿度以上に加熱し、3分以下の焼鈍ののち、350~500℃の温度域まで冷却速度1~200℃/秒で冷却し該温度域で30秒~10分時効処理し、さらに少なくとも150~250℃の温度域までは冷却速度50℃/秒以下で冷却し、その後は任意の手段により室温まで冷却することを特徴とする延性のすぐれた高強度鋼板の製造方法にある。

以下本発明を詳細に説明する。

まずCの下限を0.12%としたのは、Cをこれ未満とすると残留オーステナイト相が少なくなるため、均一伸び向上効果が小さくなるからで、一方Cの上限を0.70%としたのは、これを超えると、

## 特開昭61-217529 (3)

たとえ組織中に成程度のフェライト相を有してもなお二次加工性の低下は避け難く、然も溶接性の劣化も甚しく現実の使用に耐えないものとなるからである。なお強度80 kgf/mm<sup>2</sup>クラス以上で一次加工性、二次加工性および溶接性を有効にバランスさせるには、C量を0.20~0.40%とすることが望ましい。

Siの下限を0.4%としたのもCと同様残留オーステナイト量が少なくなり、均一伸び向上効果が得難くなるからである。上限を1.8%としたのは、これを超えて添加しても効果が飽和に近づきフェライト相自体も硬質化し、二次加工における脆化を招くだけで実質上のメリットは得られないからである。

Mnの下限を0.2%としたのは、熱延工程における熱延脆性防止のため最低限これだけのMnを必要とするからである。またC、Si同様Mnも残留オーステナイトを増す元素と云えるが、C、Siを上述の範囲に限定する場合、2.5%を超えてもオーステナイト安定化の効果はほとんど変わらず

このような成分上の制約はつぎに述べる工程上の制約と密接に関連していることは言うまでもない。以下に工程上の限定理由を詳述する。

本発明で用いる素材は通常の熱延工程を経て製造された熱延鋼板である。これらは酸洗され、冷延され、もしくはそのまま直接以下に述べる熱延工程を経ることにより、所期の目的が達成される。

まず、鋼板は1~100℃/秒の昇温速度でAc<sub>3</sub>温度以上に加熱される。昇温速度が100℃/秒を超えると、部分的に未再結晶の状態Ac<sub>3</sub>以上に到達するため、最終的に材質のばらつきが大きい。一方1℃/秒未満の昇温速度では時間がかかり過ぎ、生産効率に影響する。したがって昇温速度は1~100℃/秒と限定する。材質のばらつきを避け最も効率良く昇温するには、Ac<sub>3</sub>温度に至るまでを10℃/秒以上、Ac<sub>3</sub>温度以上を1~30℃/秒とすることが望ましい。

焼鈍温度をAc<sub>3</sub>以上とするのは、ひきつづく冷却工程と併せてフェライト相の駆逐再析出をはか

むしろフェライト相の脆化を招くので上限を2.5%とする。

sol. Alについては脱酸元素として、またAlNによる最終的に細粒フェライト相を得るために0.01~0.07%の添加を必要とする。0.01%未満では細粒化効果が無く、0.07%を超えると逆に介在物による局部伸び低下を招き、したがって割性劣化を生じる。

Total Nについては、Ms点を下げ残留オーステナイトを増す意味もしくは上面AlNによる材質向上の意味で0.02%以下を必要とするが、0.02%を超えても効果はとくに変わりはないので0.02%以下とする。

以上が本発明の対象とする鋼の基本成分であるが、その他P:0.1%以下、Ni:3%以下、Cu:0.5%以下、Cr:1%以下、Ti、Nb、V、Moをそれぞれ0.5%以下B:20PPM以下添加することは、いずれもオーステナイトの安定化に大なり小なり寄与し、残留オーステナイト量を増加させるので、材質的にはむしろ望ましいことである。

純強度がAc<sub>3</sub>未満であると、フェライト相の大きい塊状組織となり、これも材質ばらつきの原因となる。Ac<sub>3</sub>温度以上での焼鈍時間についてはごく短時間で十分であり、3分を超えて保持することは成分均質化を招き、残留オーステナイトを得る意味で有害となるので3分以下とする。最も望ましいのは、Ac<sub>3</sub>点以上で40秒以下の焼鈍にとどめることである。

つぎに本発明で制約した成分の場合、Ac<sub>3</sub>温度以上から350~500℃の温度域まで1~200℃/秒の冷却速度で冷却する必要がある。これは冷却途中で部分的にフェライト相を析出させ、かつパーライトの生成をできるだけ遅くするためのもので、冷却速度が200℃/秒を超えるとフェライト相は殆んど析出せず、1℃/秒未満であると、多量のパーライトが析出するため本発明の効果を発揮できない。

またAc<sub>3</sub>温度以上から350~700℃の温度域に至るまでを1~30℃/秒、その温度域以下350~500℃の温度域に至るまでを30~200℃/秒で冷

## 特開昭61-217529 (4)

相するという2段の冷却法も、オーステナイトを安定化する点で望ましい方法である。

350～500℃で時効処理する意味はいわゆるオーステンパー処理であり、この段階でベーナイト生成と同時にCがオーステナイトに溶化し、これを安定化させる。この効果は350℃未満の温度では、ベーナイト変態が遅く時間がかかり過ぎ、500℃を越す温度ではパーライトを生ずるため所期の伸びが得られない。したがって時効処理温度の下限を350℃、上限を500℃とする。時効処理時間については、30秒未満ではベーナイト生成不十分でオーステナイトが安定化せず、また10分を越えるとベーナイト比率が増し、オーステナイトが減少するので、30秒～10分に限定する。材質と生産性を考慮した最適時間は1～2分である。

なお、以上の説明から明らかなように350～500℃の温度域内で連続的に昇温もしくは降温、昇温を繰返す処理、あるいはこれらを段階的に行なうことは、該温度域で経る時間が30秒～10分の範囲内である限り、本発明の効果を増大させる

がくずれて所期の強度や伸び、あるいは強度-延性バランスが得られない。残留オーステナイト相が10%未満であると、均一伸び、したがって全伸びも低下する。

以下実施例により、本発明の効果をさらに具体的に説明する。

## (実施例)

第1表に成分を示す熱延鋼板(2.2mm厚)を酸洗、冷延し、1.4mm厚としたものを用いて、第2表記載の条件で種々の供試材を作成した。なお、形状矯正のため1.0%のスキンプスを施している。これからJIS 13号B引張試験片を採取し(1方向)引張速度10mm/minで引張し、強度、全伸びおよび局部伸びを調べた。ここで全伸びの値はプレス成形、曲げ成形など成形性の評価尺度として、局部伸びの値については、これが小さいと成形後の材料が脆くなり、衝撃特性不良となることから、成形品の二次加工性の評価尺度としたものである。

第3表に見られるように本発明例である試料

れ、何ら損うものではない。

時効処理後は、少くとも150～250℃の温度域まで50℃/秒以下の冷却速度で冷却する必要がある。これは、オーステナイトを更に安定化すると同時にフェライト相の精浄化が一層進み均一伸び、局部伸び共更に向上するからである。50℃/秒を越える冷却では、上記の効果は得られない。この後は室温まで冷却すればよく、その際、冷却手段、冷却速度等については、とくに限定の必要はない。

なお、以上の熱処理を経た鋼板に形状矯正のためスキンプス圧延を施す場合には、残留オーステナイトの効果を保存するために、1.5%以下のできるだけ低度の圧下で行なうことが望ましい。

上記のようにして得られた鋼板は、少くとも1～50%のフェライト相と10%以上の残留オーステナイト相を含む複合組織を有するものとなる。フェライト相が1%未満では、局部伸びが小さく、70%程度を超えると、残留オーステナイトおよびベーナイト、マルテンサイト各相のバランス

No. 1～10のものは、いずれも80 kgf/mm<sup>2</sup>クラス以上の強度を有し、全伸び30%以上、局部伸び5%以上と極めて満足すべきものとなっていることが明らかである。これに対し、比較例の試料No. 11～26は強度或は全伸びもしくは局部伸びのいずれかが不十分であるため本発明の目的を達成することができない。

## (発明の効果)

以上の実施例からも明らかなごとく本発明によれば、80 kgf/mm<sup>2</sup>クラス以上の引張強度を有する上に高度の延性、2次加工性も併せ持つ鋼板の提供が可能となり、産業上の効果は極めて顕著である。

特開昭61-217529 (5)

第 1 表

例	成 分 (Wt. %)					A c <sub>1</sub>	A c <sub>2</sub>
	C	Si	Mn	sol. Al	Total N	(°C)	(°C)
a	0.10	1.51	0.70	0.027	0.0030	757	890
b	0.18	1.90	2.26	0.081	0.0037	743	888
c	0.37	1.55	1.12	0.018	0.0038	754	825
d	0.54	1.28	0.64	0.031	0.0045	751	801
e	0.72	1.48	0.31	0.027	0.0044	756	782
f	0.80	0.34	0.50	0.042	0.0030	728	755
g	0.48	2.38	0.67	0.038	0.0041	783	855
h	0.92	1.37	2.70	0.082	0.0038	732	746
i	0.24	1.42	0.65	0.053	0.0090	758	840

第 2 表

処理	昇温速度	焼 純		焼 純 後	時 効 処 理		時 効 処 理 後
	(°C/秒)	温度 (°C)	時間 (分)	冷速 (°C/秒)	温度 (°C)	時間 (分)	冷速 (°C/秒) [温度域]
A	5	810	0.5	100	400	1.5	20 [400°C→200°C]
B	10	840	"	50	"	"	" [ " ]
C	"	830	0.2	100	"	"	" [ " ]
D	"	"	0.5	10→100*	"	"	" [ " ]
E	"	"	2	"	400°C×0.5分→ 375°C×1分	"	10 [ " ]
F	"	"	5	100	400	1	80 [ 400→150 ]
G	"	780	0.5	"	450	2	50 [ 450→150 ]
H	"	780	"	"	"	2	2 [ 400→250 ]
I	"	830	"	0.5	400	1.5	10 [ 400→200 ]
J	"	840	"	10	"	1	" [ " ]
K	"	830	"	300	"	3	" [ " ]
L	"	"	"	80	550	1	50 [ 550→250 ]
M	"	"	"	150	400	0.5	10 [ 400→200 ]
N	"	"	"	100	300	8	5 [ 300→200 ]
O	"	"	"	"	400	0	10 [ 400→200 ]
P	"	"	"	"	"	20	" [ " ]
Q	50	860	"	"	"	1.5	" [ " ]
R	100	930	"	"	"	"	" [ " ]
S	10	900	"	"	"	"	" [ " ]
T	10	840	"	"	"	"	10 [ " ]

\* 焼純温度～850°Cまでを10°C/秒

850°C～時効処理温度までを100°C/秒で冷却したもの。

特開昭61-217529 (6)

第 3 表

	試料No.	精	処理	強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	全伸び (%)	局部伸び (%)
本発明例	1	b	B	84.1	26.1	12.6
	2	c	B	103.0	33.4	6.5
	3	c	C	110.4	36.7	6.6
	4	c	D	110.3	37.2	9.2
	5	c	E	106.6	36.1	6.7
	6	d	A	122.7	30.8	7.4
	7	d	C	120.1	29.6	6.8
	8	i	Q	62.7	36.6	7.9
	9	c	M	110.6	34.8	5.8
	10	b	J	85.8	37.6	5.4
比較例	11	a	B	71.2	26.3	11.1
	12	c	F	115.2	28.1	7.2
	13	a	G	138.5	22.6	4.7
	14	f	H	119.0	9.5	2.5
	15	g	Q	126.3	31.3	1.7
	16	h	H	124.8	26.4	2.6
	17	c	I	66.8	15.5	5.2
	18	o	K	115.8	33.0	3.4
	19	c	L	114.4	20.9	4.5
	20	o	N	115.3	10.5	3.3
	21	c	O	122.3	17.9	3.9
	22	c	P	114.0	13.6	4.0
	23	d	H	111.5	22.2	7.1
	24	c	R	110.1	27.0 ~ 27.4	7 ~ 8
	25	a	S	69.8	31.8	10.4
	26	c	T	112.8	33.7	4.7